

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)[Generate Collection](#)[Print](#)

L1: Entry 54 of 59

File: JPAB

Jul 4, 1990

PUB-NO: JP402173241A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 02173241 A

TITLE: CASE-HARDENING STEEL AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: July 4, 1990

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

HIRAI, MANABU

NAKAZATO, FUKUKAZU

UNO, MITSUO

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C22C 38/22; C23C 8/22

ABSTRACT:

PURPOSE: To efficiently manufacture a case-hardening steel excellent in fatigue strength, etc., by applying carburizing and quenching to a case-hardening steel with a specific composition, subjecting the above steel to spheroidizing annealing in a carburizing atmosphere while specifying temperature, holding time, and cooling velocity, respectively.

CONSTITUTION: A case-hardening steel which has a composition consisting of, by weight, 0.10-0.30% C, 0.03-0.50% Si, 0.30-1.80% Mn, 0.30-1.80% Cr, and the balance Fe with inevitable impurities and containing, if necessary, 0.05-0.35% Mo is carburized and quenched. Subsequently, the above steel is held in a carburizing atmosphere at a temp. between A_{c1} and $A_{c1} + (A_{c3} - A_{c1}) \times 0.4$ for 2-4hr and cooled slowly at 20-30°C/hr cooling rate to undergo spheroidizing annealing (where A_{c1} and A_{c3} mean the A_{c1} transformation point and the A_{c3} transformation point of a base phase, respectively). Further, the above steel is held at a temp. between A_{c3} and $(A_{c3} + 30^\circ C)$ for a short time and then quenched, by which the case-hardening steel which consists of a base phase composed of martensite containing spheroidal cementite and a carburized layer having a composition consisting of 0.50-1.50% C and the balance Fe with inevitable impurities and a structure composed of martensite containing spheroidal cementite can be obtained.

COPYRIGHT: (C) 1990, JPO&Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

⑫ 公開特許公報(A) 平2-173241

⑬ Int. Cl.⁵C 22 C 38/00
38/22
C 23 C 8/22

識別記号

3 0 1 N

庁内整理番号

7047-4K

⑭ 公開 平成2年(1990)7月4日

7371-4K

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑮ 発明の名称 浸炭肌焼鋼とその製造方法

⑯ 特 願 昭63-328594

⑰ 出 願 昭63(1988)12月26日

⑱ 発 明 者 平 井 学 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑲ 発 明 者 中 里 福 和 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

⑳ 発 明 者 宇 野 光 男 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 住友金属工業株式会社小倉製鉄所内

㉑ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市東区北浜5丁目15番地

㉒ 代 理 人 弁理士 永井 義久

明 細 書

1. 発明の名称

浸炭肌焼鋼とその製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 下記(A)の母相の表面に下記(B)の浸炭層を有することを特徴とする浸炭肌焼鋼。

(A) 重量%で、C: 0.10~0.30%、Si: 0.03~0.50%、Mn: 0.30~1.80%、Cr: 0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo: 0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメンタイトを含有するマルテンサイトである母相。

(B) 重量%で、C: 0.50~1.50%を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメンタイトを含有するマルテンサイトである浸炭層。

(2) 重量%で、C: 0.10~0.30%、Si: 0.03~0.50%、Mn: 0.30~1.80%、Cr: 0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo: 0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避

的不純物からなる肌焼鋼に、下記(A)~(C)の処理をこの順で行うことを特徴とする浸炭肌焼鋼の製造方法。

(A) 浸炭焼入をする。

(B) 浸炭雰囲気中で、Ac1とAc1+(Ac3-Ac1)×0.4との間の温度域で2~4時間保持した後、20~30℃/時間の冷却速度で徐冷し、球状化焼鈍を行う。ただし、Ac1: 母相のAc1変態点、Ac3: 母相のAc3変態点である。

(C) Ac3と(Ac3+30)との間の温度域に短時間保持した後、焼入をする。

3. 発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は、自動車、土木機械、産業機械等に使われる歯車、シャフト等の機械部品用浸炭肌焼鋼およびその製造方法に関する。

〔従来の技術〕

従来、自動車部品の歯車やシャフトとして一般に使用される浸炭肌焼鋼においては、母相のC量

を低く抑え(0.15~0.30重量%、以下重量%を単に%という)、また表層部に浸炭処理を施して母材の靱性と表層部の耐摩耗性を向上させることにより、疲労強度を多少なりとも向上させようとするものであった。したがって母相、浸炭層いずれにも後述する球状化セメントイトが含まれておらず、その製造においても、単に浸炭焼入を行うのみであった。

かかる浸炭肌焼鋼は一般に疲労強度(靱性、耐摩耗性等)が充分高くない。特に、昨今のエンジンの高出力化の要請に応えることができる程度には疲労強度が高くない。

そこで、この疲労強度をより高めるべくいくつかの提案がなされており、たとえば、①特開昭53-146233号公報では、鋼材表面に球状の炭化物(球状化セメントイト)を形成させる浸炭熱処理法が開示され、また②特開昭59-35630号公報では、鋼材表面に球状炭化物を形成させ、表面の粗大炭化物のみ除去した後、直接焼入または空冷後再加熱焼入を行い、歯面研磨

をもつ浸炭肌焼鋼について詳細な検討を行った結果、C濃度の高い、高硬度のセメントイトを球状化し、マルテンサイト中に分布させることにより、マルテンサイト母相中のC量は低くなり、母相の靱性は増大するとともに、マルテンサイト浸炭層は耐摩耗性が増大するという知見を得た。

本発明は以上の事情を背景になされたもので、その主目的は、疲労強度等の優れた浸炭肌焼鋼およびその効率的な製造方法を提供することにある。

〔課題を解決するための手段〕

上記課題を解決するための本第1発明は、下記(A)の母相の表面に下記(B)の浸炭層を有することを特徴とするものである。

(A) 重量%で、C:0.10~0.30%、Si:0.03~0.50%、Mn:0.30~1.80%、Cr:0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo:0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメントイトを含有するマルテンサイトである母相。

(B) 重量%で、C:0.50~1.50%を含有し、

を施す各工程を含む歯車の熱処理方法が開示されている。

これら公報記載技術では、鋼材表面に球状の炭化物を形成させている点で、それなりに疲労強度は向上している。

〔発明が解決しようとする課題〕

しかしながら、上記公報①、②に開示の浸炭肌焼鋼では、球状化炭化物を鋼材表面に形成させたとはいえ、鋼材組織の全体にわたって、母相中のセメントイトを多量に球状化させたものではないため、未だ満足すべき疲労強度は得られなかった。この理由としては、浸炭肌焼鋼の母相中のセメントイトを球状化することが困難であったこと、および母相中のセメントイトを球状化すると、疲労強度が向上するということが知られていなかったことが考えられる。

また特に上記公報②に記載の技術では、製造工程が複雑で、製造コストがかかりすぎるという懸点もある。

そこで本発明者は、従来よりも優れた疲労強度

残部Feおよび不可避免的不純物からなり、その組織は球状化セメントイトを含有するマルテンサイトである浸炭層。

また、本第二発明は、重量%で、C:0.10~0.30%、Si:0.03~0.50%、Mn:0.30~1.80%、Cr:0.30~1.80%を含有し、必要に応じてMo:0.05~0.35%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる肌焼鋼に、下記(A)~(C)の処理をこの順で行うことを特徴とするものである。

(A) 浸炭焼入をする。

(B) 浸炭雰囲気中で、 A_{c1} と $A_{c1}+(A_{c3}-A_{c1}) \times 0.4$ との間の温度域で2~4時間保持した後、20~30℃/時間の冷却速度で徐冷し、球状化焼鈍を行う。ただし、 A_{c1} :母相の A_{c1} 変態点、 A_{c3} :母相の A_{c3} 変態点である。

(C) A_{c3} と $(A_{c3}+30)$ との間の温度域に短時間保持した後、焼入をする。

〔作用〕

一般に、Cは鋼に静的強度を付与するのに重要な役割を担う元素であるが、過度に多量添加すると鋼の靱性が低下してしまう。他方、C量が不足すると耐摩耗性が低下する。また本発明者の得た知見によれば、全体としてのC濃度が同じ場合、C濃度の均一な単一相よりも、高C濃度の球状化セメントサイトを母相中に分布させた形で含むものの方が靱性、耐摩耗性が高い。

そこで本発明にかかる浸炭肌焼鋼は、マルテンサイト母相中のC量を所定範囲(0.10~0.30%)に抑え、かつセメントサイトを球状化したので、鋼の母相の靱性が高い。一方、多量のかつC濃度が高い(0.50~1.50%)セメントサイトを球状化し、これをマルテンサイト中に分布させたものであるから、そのマルテンサイト浸炭層は特に高い耐摩耗性を有するものである。

さらに、かかる浸炭肌焼鋼を製造するには、浸炭焼入後、充分な球状化焼鈍を行い、母相、浸炭層ともに多量の球状化セメントサイトを形成することが必要である。この段階で、球状化セメント

で、マルテンサイト母相中のC量を0.10~0.30%と定めた。

他方、マルテンサイト浸炭層では、所期の耐摩耗性を得るため最低0.5%のCが必要であるが、1.5%を超えると、靱性が急激に低下する。したがって、マルテンサイト浸炭層中のC量を0.5~1.5%と定めた。

Si: Siは溶鋼の脱酸剤として不可欠な元素であり、また、鋼に所定の静的強度を付与するのに必要な元素である。しかしその含有量が0.03%未満の時は脱酸作用に所望の効果が得られず、他方、0.50%を超えるとSi酸化物の生成が著しく、靱性が劣化することから、その含有量を0.03~0.50%と定めた。

Mn: Mnは、溶鋼の脱酸に必要な元素であり、また鋼に焼入性を付与するのに有効な元素であるが、含有量が0.30%未満では脱酸作用に所望の効果を期待できず、他方、1.80%を超えて含有させると被削性の低下が起こることから、その含有量を0.30~1.80%と定めた。

トを多量に形成しておかないと、続く再加熱焼入の際にそれらが組織内に固溶してしまう可能性があるからである。同じ理由から、球状化処理後の焼入温度はなるべく低くし、その温度での保持時間は短くする必要がある。

本発明にかかる浸炭肌焼鋼の製造方法では、浸炭焼入後、上記条件を満足するような工程およびヒートパターンで鋼を処理するものであるから、上記浸炭肌焼鋼を容易に製造することができる。

[発明の具体的構成]

以下本発明をさらに具体的に説明する。

まず本発明における化学組成の限定理由について説明する。

C: 前述の通り、Cは鋼に所定の静的強度を付与するのに必要な元素であるが、反面、靱性を劣化させる。特に、浸炭処理を施す肌焼鋼においては、静的強度と靱性のバランスが必要であり、最低限の静的強度を得るには、C濃度として0.1%が必要である。一方、マルテンサイト母相中のC量が0.3%を超えると靱性が低下する。したがっ

Cr: Crは鋼に焼入性を付与するのに有効な元素である。その含有量が0.30%未満では、焼入性向上に所望の効果を得ることができず、他方1.80%を超えて含有させると、浸炭処理時に粒界にCr酸化物を生成し、疲労特性を低下させる。したがって、その含有量を0.30~1.80%とした。

Mo: Moは、鋼材の焼入性および靱性を向上する作用があるが、その含有量が0.05%未満では、前記作用に所望の効果が得られず、他方、0.35%を超えて含有させると被削性が劣化することから、その含有量を0.05~0.35%とした。

次に、球状化処理条件について説明する。

球状化処理をするにあたっては、母相、浸炭層すべてにおいて確実に球状化を行う必要があるが、球状化焼鈍時の保持温度がAc1変態点より低いと、セメントサイト球状化が遅くなり、所望の球状化セメントサイトが形成されず、他方、Ac1+(Ac3-Ac1)×0.4の温度を超えると、母相におけるセメントサイト球状化が困難になるため、

温度域を A_{c1} と $A_{c1} + (A_{c3} - A_{c1}) \times 0.4$ との間の温度域とした。

また、上記温度保持時間が4時間を超えるか、あるいは冷却速度が $20^\circ\text{C}/\text{時間}$ 未満のときは浸炭部に形成された球状化セメントイトが粗大化し、他方、保持時間が2時間未満であるか、あるいは冷却速度が $30^\circ\text{C}/\text{時間}$ を超えると、球状化セメントイトが形成されにくいため、保持時間を2～4時間、冷却速度を $20 \sim 30^\circ\text{C}/\text{時間}$ とした。なお、球状化焼鈍を浸炭雰囲気下で行うのは、浸炭層表面部の脱炭を防止するためである。

次に焼入条件について説明する。

浸炭焼入により、肌焼鋼表面部を高Cにし、球状化焼鈍によりセメントイトを球状化した後の組織は、球状化セメントイトを含む焼なまし組織となっている。そこでこの組織をマルテンサイトとするために焼入を行う。この焼入は急冷速度を上げるため、水焼入が好適である。

焼入の際、保持温度が A_{c3} 点より低いと、母相中にフェライトが残留してしまう。他方、保持

温度が A_{c3} 点より 30°C 以上高い時、あるいは保持時間が長期にわたるときは、球状化セメントイトが組織中に固溶してしまい、球状化セメントイトを含むマルテンサイト組織が得られない。したがって、保持温度は A_{c3} 変態点と $(A_{c3} + 30^\circ\text{C})$ との間の温度域に定め、短時間保持とした。なお、保持時間を特に限定しなかったのは、それが保持温度と肌焼鋼の大きさに依存するからである。

第4図に従来鋼の組織と本発明鋼の組織の概略図を示した。同図でわかるように、本発明鋼では浸炭層および母相において球状化セメントイトが充分分布したものとなっている。

[実施例]

次に実施例を説明する。

第1表に示す化学成分の供試鋼を 1250°C にて1時間加熱し、 100mm 径、 30mm 径に鍛伸し、以下の調査工程にて調査を行った。

まず、 30mm 径の鋼材を 925°C に1時間加熱後空冷し、焼準した後、 25mm 径に旋削し、JIS

3号(2mm Uノッチ)シャルピー試験片に加工を行い、第1図～第3図(ここで、第1図は本発明にかかる浸炭処理のヒートパターン、第2図は従来の浸炭処理のヒートパターン、第3図は他社で採用している浸炭ヒートパターンをそれぞれ示す図である)に示すヒートパターンで浸炭処理を実施した。さらに、 170°C にて1時間焼もどしを行い、ショットピーニング($\phi 0.3\text{mm}$ 、 47m/s 、15分)を施した後、シャルピー衝撃試験を行った。

他方、 100mm 径の鋼材は、 925°C に5時間加熱後空冷して焼準した後、第5図に示した歯車試験片(形状:平歯車、モジュール:2.0、歯数:33、ピッチ直径:66)に加工し、第1図～第3図の浸炭処理を実施した。さらに、 170°C にて1時間焼もどしを行い、ショットピーニング処理を施し、動力循環式歯車疲労試験機にて疲労強度を調査した。なお、疲労強度は 10^7 回にて破壊を生じなかった強度(疲労限界)にて評価した。歯面疲労については、 10^7 回にて破壊を生

じなかった歯車の歯面の損傷程度を目視観察した。静的曲げ試験については 30mm 径鍛伸材を 925°C に1時間加熱後空冷して、焼準し、第6図に示す静的曲げ試験片に加工後、第1図～第3図のヒートパターンで浸炭処理を実施した。さらに、 170°C にて1時間焼もどしを行い、ショットピーニング処理を施し、 $10^{-2}/\text{s}$ の垂速度で静的曲げ強度を調査した。なお、静的曲げ強度は、亀裂発生荷重にて評価した。

浸炭深さ(硬度 $H_v 550$ の位置の表面からの深さ)については、 30mm 径の鋼材を 925°C に1時間加熱後空冷して焼準した後、 25mm 径に旋削し、第1図～第3図のヒートパターンで浸炭処理をした後、測定した。

以上の測定結果を第1表に示す。第1表中、各測定値は同表中のヒートパターン項に示す処理を行った結果である。また歯面疲労についての評価は、○:全く損傷なし、△:軽微な損傷あり、×:著しい損傷あり、とした。

	No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	第 1 表		表面硬分	静的曲げ 強度 (kgf)	シャルピー衝 撃値 (kgf-m)	疲労限界 (kgf-m)	球状化 率 (%)	備 考	ヒート パターン
							浸炭部 C	浸炭深 さ (mm)							
本 発 明 鋼	1	0.21	0.29	0.80	1.01	—	0.84	1.21	○	1540	1.15	35.1	有		第1図
	2	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	0.95	1.24	○	1610	1.17	35.5	有		
	3	0.10	0.26	0.81	0.84	—	0.74	1.25	○	1630	1.24	35.6	有		
	4	0.30	0.27	0.82	0.91	0.21	1.20	1.23	○	1540	1.14	36.4	有		
	5	0.23	0.04	0.86	0.81	—	0.65	1.19	○	1690	1.27	35.1	有		
	6	0.22	0.50	0.84	0.83	0.20	1.35	1.21	○	1550	1.11	36.4	有		
	7	0.20	0.25	0.31	0.82	0.27	1.04	1.18	○	1670	1.24	36.1	有		
	8	0.19	0.24	1.79	0.99	—	1.46	1.23	○	1570	1.16	35.6	有		
	9	0.24	0.22	0.78	0.30	—	0.55	1.19	○	1680	1.23	34.9	有		
	10	0.22	0.29	0.85	1.80	0.22	0.74	1.20	○	1650	1.19	36.6	有		
	11	0.24	0.25	0.91	0.77	0.06	0.93	1.22	○	1680	1.14	35.7	有		
	12	0.22	0.27	0.83	0.74	0.35	1.25	1.20	○	1570	1.11	36.1	有		
比 較 鋼	1	0.21	0.29	0.80	1.01	—	0.88	1.25	×	1350	0.66	27.0	無		第2図
	2	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	1.20	1.21	×	1410	0.65	27.4	無		
	3	0.10	0.26	0.81	0.84	—	0.71	1.23	×	1460	0.71	27.1	無		
	4	0.30	0.27	0.82	0.91	0.21	0.89	1.18	×	1240	0.62	28.2	無		
	5	0.23	0.04	0.86	0.81	—	0.74	1.19	×	1440	0.71	26.5	無		
	6	0.22	0.50	0.84	0.83	0.20	1.10	1.24	×	1290	0.65	27.7	無		
	7	0.20	0.25	0.31	0.82	0.27	1.32	1.21	×	1400	0.71	27.3	無		
	8	0.19	0.24	1.79	0.99	—	1.12	1.21	×	1220	0.68	27.7	無		
	9	0.24	0.22	0.78	0.30	—	0.89	1.20	×	1470	0.69	26.8	無		
	10	0.22	0.29	0.85	1.80	0.22	1.20	1.23	×	1360	0.65	28.2	無		
	11	0.24	0.25	0.91	0.77	0.06	1.77	1.17	×	1410	0.65	27.0	無		
	12	0.22	0.27	0.83	0.74	0.35	1.03	1.24	×	1300	0.64	27.5	無		
	13	0.09	0.25	0.75	0.86	—	0.89	1.21	×	1430	0.71	24.2	無	母相C粒粗大	
	14	0.31	0.26	0.78	1.84	—	0.98	1.18	×	1250	0.64	24.4	無	母相C	
	15	0.25	0.51	0.83	0.72	0.22	0.84	1.23	×	1230	0.56	23.9	無	母相Si	
	16	0.2	0.22	1.81	0.74	—	1.10	1.24	×	1290	0.62	23.3	無	母相Mn	
	17	0.21	0.26	0.94	1.81	—	1.03	1.18	×	1360	0.66	23.7	無	母相Cr	
	18	0.23	0.21	0.78	0.86	0.36	1.12	1.21	×	1300	0.61	24.9	無	母相Mo	
	19	0.09	0.25	0.75	0.86	0.01	0.89	1.23	○	1690	1.27	32.1	有	母相C	第1図
	20	0.31	0.26	0.78	1.84	—	1.10	1.18	○	1510	1.10	31.6	有	母相C	
	21	0.25	0.51	0.83	0.72	0.22	0.92	1.23	○	1500	1.04	31.6	有	母相Si	
	22	0.2	0.22	1.81	0.74	—	1.00	1.21	○	1540	1.11	31.1	有	母相Mn	
	23	0.21	0.26	0.94	1.81	—	1.13	1.20	○	1630	1.15	30.4	有	母相Cr	
	24	0.23	0.21	0.78	0.86	0.36	1.24	1.23	○	1570	1.12	32.7	有	母相Mo	
	25	0.21	0.29	0.80	1.01	—	0.48	1.16	△	1670	1.20	29.4	有	浸炭層C	
	26	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	1.53	1.23	×	1350	0.68	31.7	有	浸炭層C	
	27	0.21	0.29	0.80	1.01	—	1.25	1.17	○	1540	0.96	29.2	有	浸炭層にのみ有	第3図
	28	0.20	0.30	0.79	0.88	0.32	1.24	1.15	○	1500	0.91	29.8	有	浸炭層にのみ有	

第1表から明らかなように、本発明鋼は、歯面疲労が全く存在せず、耐摩耗性が優れている。また静的曲げ強度、シャルピー衝撃値が従来鋼に比べて大きく、靱性が良好である。

疲労限界は従来鋼に比べて30%前後大きく、疲労強度が大きく向上している。

また、比較鋼中でも、第1図の浸炭処理を施したものは、第2図の従来法により浸炭したものと比べて耐摩耗性、靱性、疲労特性が優れており、本発明による浸炭肌焼鋼製造方法が優れていることがわかる。

【発明の効果】

以上の通り、本発明によれば、疲労強度等の優れた浸炭肌焼鋼およびその効率的な製造方法を提供することができる。

4. 図面の簡単な説明

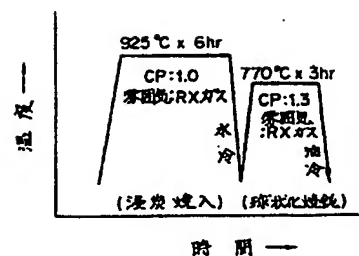
第1図は本発明にかかる浸炭処理のヒートパターン図、第2図は従来法での浸炭処理のヒートパターン図、第3図は他社特許における浸炭処理のヒートパターン図、第4図は従来鋼(a)と本発

明鋼(b)の組織の比較説明図、第5図は歯車試験片の概略説明図、第6図は静的曲げ試験片を示す図である。

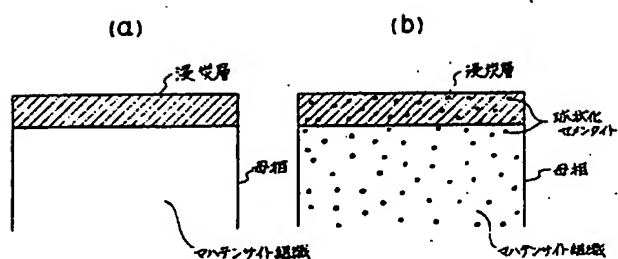
特許出願人 住友金属工業株式会社
代理人 弁理士 永井 義久



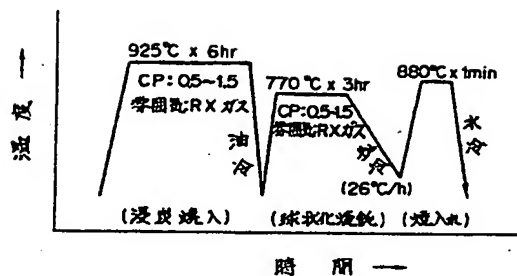
第 3 図



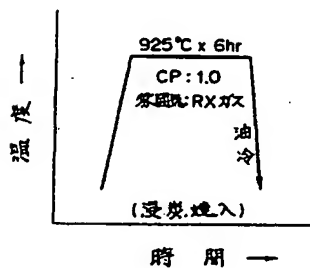
第 4 図



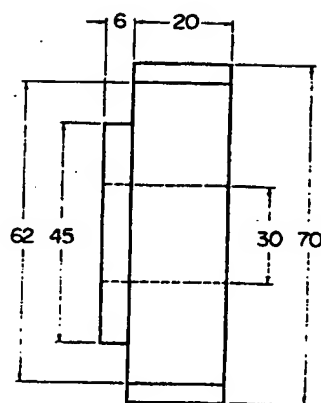
第 1 図



第 2 図



第 5 図



第 6 図

